بررسی اثرشدت سرد شدن و گاز هیدروژن بر فاصله بین دندریتی و خواص مکانیکی کامپوزیت پایه آلومینیوم $A356-9\%wtTiB_2$ *

سیدمحمدحسین میر باقری(۱)   مریم مجیدیان(۲)

چکیده

هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر نرخ سرد شدن و حضور گاز هیدروژن درعامل گاززدا طی فرآیند ریخته گری، بر فاصله بین دندریتی و دانسیتهٔ حفره‌های انقباضی و خواص مکانیکی کامپوزیت پایه آلومینیوم $A356-9\%wtTiB_2$ می‌باشد. به این منظور ابتدا نمونه ای به شکل گوه طراحی شد. سپس، کامپوزیت یاد شده تهیه و در دو شرایط مختلف گاززدایی با گاز Ar-100% و گاز $Ar-5\%H_2$ در قالب فلزی از جنس چدن ریخته گری شد. قبل از ذوب ریزی در چند مکان مختلف داخل گوه ترموکوپل‌هایی کار گذاشته شد تا به کمک یک سیستم ثبت اطلاعات، تاریخچه حرارتی گوه در حین ریخته گری در کامپیوتر ضبط شود. سپس آزمون‌های صلبیت و سختی روی مکان‌های مختلف گوه انجام شد. در انتها با بررسی ریزساختار کامپوزیت در مکان‌های یاد شده ارتباط خواص مکانیکی باریز ساختار و قدرت سرد شدن کامپوزیت مدلسازی شد. نتایج نشان می‌دهد در سرعت‌های سرد شدن بین ۲ تا ۲/۵ درجه سلسیوس بر ثانیه؛ اثر مخرب ریزحفره‌های ناشی از عامل گاز زدای $Ar-5\%H_2$ بر خواص مکانیکی به حداقل می رسد.

واژه‌های کلیدی کامپوزیت پایه فلزی، حفره انقباضی، دندریت، ریخته گری، نرخ سرد شدن.

Effect of Cooling Rate and H_2 Gas on the Inter-Dendritic Distance and Mechanical Properties of $A356-9\%wtTiB_2$ Composite

S.M.H. Mirbagheri   M. Majidian

Abstract

In this paper, effect of cooling rate on dendrite arm space, porosities density and mechanical properties of $A356-9\%wtTiB_2$ composite has been investigated during degassing with H_2. For this purpose a wedge sample was designed, and then the $A356-9\%wtTiB_2$ composite was cast under two degassing conditions: i. 100%Ar, ii. $Ar-5\%H_2$. Before pouring, some thermocouples were placed into the wedge. Then thermal history of the wedge was saved in a computer using a data acquisition system which connected to the thermocouples. Then hardness and stiffness tests were conducted on the wedge. Finally, microstructures of the composites were investigated and relations between mechanical properties and cooling rate of composites were extracted. In the case of $Ar-5\%H_2$, results show effect of the micro-porosities on the mechanical properties will be omitted when the cooling rate controlled between 2-2.5 $^\circ C/sec$

Key Words Metal Matrix Composite, Shrinkage Porosity, Dendrite, Casting, Cooling Rate

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۷/۹/۲۸ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۸/۳/۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) عضو هیئت علمی دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

(۲) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف

مقدمه

شاید بتوان گفت نخستین نمونه‌های کامپوزیت‌های پایه فلزی ۷۰۰۰سال قبل از میلاد توسط اقوام ترک Cayonu ساخته شد. درآن زمان قطعات مسی حاوی ناخالصی فراوان، آنقدر توسط آهنگری و ورقکاری تغییر شکل داده می‌شدند، تا ناخالصی‌ها خرد شده و به صورت پودر در زمینهٔ مسی پراکنده شوند. در این صورت استحکام ورق‌های مسی شدیداً افزایش می یافت[1].

در واقع فرآیند فوق یک روش تولید کامپوزیت پایه فلزی (Metal Matrix Composite (MMC می‌باشد.

امروزه کامپوزیت‌های پایه فلزی، خصوصاً پایه آلومینیوم به خاطر خواص مکانیکی بالای آن‌ها یا نسبت استحکام به وزن بالای آن‌ها، استفاده بسیارگسترده‌ای درصنایع هوا - فضا پیدا نموده‌اند. دراین کامپوزیت‌ها عموماً پودرهای سرامیکی به عنوان فاز تقویت کننده، نظیر TiO_2 ،Al_2O_3، SiC و غیره، به منظور افزایش استحکام کامپوزیت، به مذاب آن‌ها اضافه می‌شود؛ اگر چه این کارمنجر به کاهش چقرمگی آن‌ها نیز می‌شود. اما نتایج محققان نشان می دهد شکل هندسی، اندازه و پراکندگی فازتقویت کننده در عین افزایش استحکام، می تواند اثر کاهش چقرمگی را نیز تا حدود زیادی تعدیل نماید[2]. از جمله کامپوزیت‌های معروف و به روز MMC می‌توان به کامپوزیت‌های پایه Al تقویت شده با ذرات TiB_2 به خاطر مزایای زیاد، آن‌ها اشاره نمود. از جمله مزایای این کامپوزیت می‌توان به توزیع خوب ذرات تقویت کننده TiB_2، که پیوند خوبی با زمینه دارند و همچنین فصل مشترک صاف بین ذرات یاد شده و زمینه اشاره نمود [1,3].

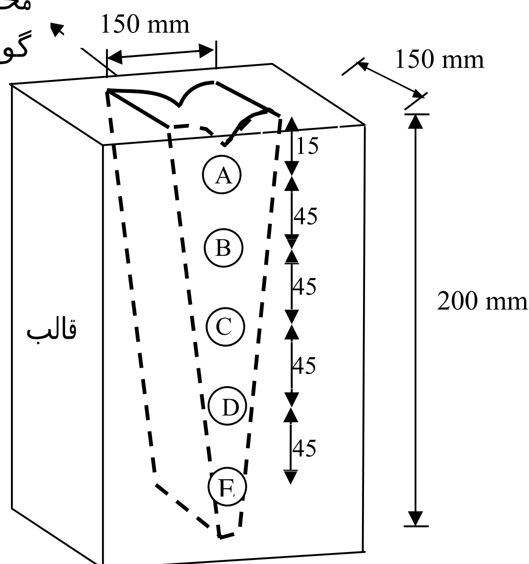
مطالعات موردی نشان می دهد؛ دامنه تحقیقات در مورد کامپوزیت $Al\text{-}TiB_2$ در دو مورد حائز اهمیت است. یکی نوع آلیاژ زمینه و دیگری مقدار و اندازه ذرات TiB_2، زیرا TiB_2 در مقادیر کم حکم جوانه زا و در مقادیر بالا حکم تقویت کننده کامپوزیت را دارد. در مورد اخیر وجود عامل هیدروژن در فرآیند گاززدایی نقش کلیدی را در بهبود خواص مکانیکی این نوع کامپوزیت‌ها ایفا می کند. از لحاظ اندازه ذرات، در دو مقیاس ماکرو و نانو می توان این کامپوزیت را تهیه نمود. در ادامه به طور مختصر به تحقیقاتی که در هر دو مورد آلیاژ آلومینیوم زمینه و فاز تقویت کننده TiB_2 در کامپوزیت $Al\text{-}TiB_2$ انجام گرفته، پرداخته می‌شود. Al و آلیاژهای پایه آلومینیوم، به خاطر نقطه ذوب پایین نسبت به فلزات آهنی، دانسیته پایین، هدایت حرارتی بالا، قابلیت عملیات حرارتی و قیمت مناسب، به عنوان فاز زمینه کامپوزیت‌ها، کاربرد زیادی یافته‌اند. از طرفی ذرات TiB_2 به علت صلبیت و سختی بالا به عنوان فاز تقویت کننده مطرح شده‌اند. از این رو، افزودن TiB_2 به زمینه آلومینیوم می تواند صلبیت، سختی و مقاومت سایشی را تا حد زیادی افزایش دهد، بدون اینکه در مقایسه با سایر ذرات تقویت کننده سرامیکی در خواص فیزیکی تغییر قابل ملاحظه ای ایجاد کند. وجود میکرو حفره‌های هیدروژنی می توانند بسته به توزیع ذرات خصوصاً در حالت نانو پودر، اتصال فصل مشترک پیوسته زمینه را با این ذرات تحت تأثیر قرار دهد ولی هنوز مکانیزم این تأثیر در مورد کامپوزیت‌های TiB_2 دار آلومینیم مشخص نشده است [5].

درهنگام ساخت کامپوزیت‌های MMC عموماً، یک واکنش شیمیایی منجر به تشکیل فازهای سرامیکی تقویت کننده پایدار از لحاظ ترمودینامیکی درطول فرآیند می‌شود. تغییرات فاز، تبلور مجدد یا جوانه زنی هنگام انجام واکنش‌های شیمیایی باعث توزیع یکنواخت تر فازهای تقویت کننده و در مقیاس میکرو و یا حتی نانو می‌شود که به بهبود خواص مکانیکی نهایی کامپوزیت کمک می کند. نتایج تحقیقات نشان می دهد که اثر اصلی TiB_2 بر آلیاژهای آلومینیوم از جمله آلیاژ A356، کاهش اندازه دانه می‌باشد. این ریز شدن دانه‌ها، می تواند کیفیت قطعه ریختگی را توسط

فاکتورهایی همچون افـزایش سـرعت ریختـه گـری و کارایی تغذیه، توزیع یکنواخت عناصر آلیـاژی، کـاهش جدایش غلظتی، کـاهش تخلخـل، حـذف تـرک گـرم، پاسخ بهتـر بـه عملیـات حرارتـی و افـزایش قابلیـت ماشینکاری، بهبود بخشد[6,7]. از آنجا که مـوارد فـوق نتیجه اثر خواص جوانه زایی TiB_2 است، مطالعـه اثـر افزایش بیشتر TiB_2 به عنوان یک عامل تقویـت کننـده فاز فلزی زمینه و یا در واقع تهیه کامپوزیـت‌هـای پایـه فلزی آلومینیم با ذرات تقویت کننده TiB_2 مورد توجـه محققـان زیـادی قـرار گرفـت. در عـین حـال در ایـن خصوص پژوهش‌های نسبتاً کمی انجام شده و در حال حاضر به عنـوان یکـی از مباحـث مهـم، در تحقیقـات دربارهٔ این نوع کامپوزیـت، مطـرح اسـت [8,10]. ایـن تحقیقـات بـه دو دسـته کلـی، یکـی تحقیقـات روی ریزساختار و اندرکنش فاز زمینه – فاز فلزی یا مطالعـه فصل مـشترک فـاز تقویـت کننـده – زمینـه و دیگـری تحقیقـــات روی رفتـــار و خـــواص مکـــانیکی ایـــن کامپوزیت‌ها خصوصاً در درصدهای بالای TiB_2 قابـل تقسیم بنـدی اسـت[8]. امـا وجـود گـاز هیـدروژن در حضور TiB_2 آن هم به مقدار۹٪ بـه علـت اثـر متقابـل جوانی زایی و دندریتی کـردن سـاختار و کنـد نمـودن خروج حباب گاز از فـضای بـین دنـدریتی مـشکلات عدیـده‌ای را در مـسیر تولیـد ایـن آلیاژهـا بـه وجـود می‌آورد. به طوری که اگر قدرت سرد شدن کنترل شده نباشد، با حبس حباب‌ها وتجمع منطقه ای آن‌ها در بین دندریت‌های هم محور که حاصـل وجـود ذرات TiB_2 هستند، می‌تواند خـواص مکـانیکی ایـن کامپوزیـت را شدیداً تحت تأثیر قرار دهد[8]. در مورد کامپوزیت‌های آلومینیم با در صدهـای بـا لای TiB_2 تحقیقـات انـدک بوده یـا بـه علـت ماهیـت نظـامی آن‌هـا اطلاعـات در دسترس عموم نمی باشد [11]. در پژوهش حاضر سعی شده که با تهیه کامپوزیت A365-9%wt TiB_2 به روش ریخته گری و عملیات گاززدایی با آرگون خالص و بـا Ar-5% H_2 اثر سـرعت انجمـاد و وجـود گـاز H_2 بـر تشکیل حفرات، تغییـرات دانـسیته کامپوزیـت، انـدازه دندریت، دانسیته حفره، ابعاد حفره‌های انقباضی، فاصله بین دندریت‌ها، سختی و مدول یانـگ ایـن کامپوزیـت مورد بررسی قرار گیرد.

روش آزمایش

در این پژوهش ابتدا مطابق شکل (۱) محفظه‌ای گوه‌ای شکل در داخل دو نیم بلوک از جنس چدن خاکـستری GG20 تراشکاری شد، که هر کدام به عنوان یک لنگـه قالب فلزی برای عملیات ریختـه گـری محـسوب مـی شوند. به علت اینکه نـوک گـوه نـسبت بـه انتهـای آن (قاعده گوه) تیزتر است، می توان اثر سرعت سرد شدن مـذاب بـر فاصـله بـین دنـدریتی، توزیـع و دانـسیته حفره‌های انقباضی را در گوه در رأسـتای عمـودی، بـه راحتی بررسی نمود. شمش A356 با ترکیب شیمیایی Si=4.5-5.5, Fe=0.09, Cu=1-1.5, Mn=0.05, Mg=0.45-0.6, Zn=0.05, Ti=0.04-0.2 در کـــوره مقاومتی ذوب شد. پودر ذرات TiB_2 به اندازه ۳۰ µm– ۲۰ و به مقدار 9% وزنی به هردو مذاب افـزوده شـد و سپس عملیات کیفی مـذاب شـامل دو مرحلـه: (الـف) تلقیح و (ب) گاززدایی توسط دمش گـاز در شـرایط و مقدار مشخص شده، مطابق جداول (۱) و (۲) بر مذاب A356 انجام گرفت. در جدول (۱) از دمش گاز آرگون خالص و در جـدول (۲) از دمـش گـاز $Ar-5\%H_2$ برای تأثیر هیدروژن بر میزان تخلخـل در ریـز سـاختار استفاده شده است. جداول (۱) و (۲) مقادیر افزودنی‌ها به مذاب و شرایط دمش گاز را برای تهیه ۳ Kg شمش آلومینیوم A356 نشان می دهند. برای مثال: جـدول(۱) نشان می دهـد کـه بـرای تهیـه ۳ Kg آلیـاژ A356 بـه ترتیب، ۱۰ گرم فلاکس، ٦ گرم تلقـیح کننـده Al-10Sr، ٦١ گرم جوانه زای Al-5Ti-B و یک قرص ۲۰ گرمـی دگـــازر در دماهـــای مـــشخص شـــده مطـــابق ســـتون افزودنی‌های جدول مذکور اضافه شـده اسـت. بعـد از مرحله فلاکس زدایی نهایی، دمـش گـاز خنثـی Ar بـه مدت ۱۰ دقیقه با دبی 6 cc/sec در مذاب انجام گرفـت و در دمای $750^{\circ}C$ عملیات ریخته گری انجام شد.



شکل۱ شماتیک قالب ریخته گری گوه‌ای برای اندازه گیری زمان انجماد کامپوزیتAl- 9%TiB_2 و مکان نصب ترموکوپل‌ها:A,B,C,D,E

جدول ۱ شرایط عملیات کیفی ۳ Kg مذاب A356 با دمش گاز آرگون خالص به مدت ۱۰ دقیقه

ترتیب، مقدار و دمای افزودنی‌ها به مذاب		
Flux (gr)	10	650°C
Al-10Sr (gr)	6	730°C
Al-5Ti-B (gr)	65	750°C
Degass. (gr)	20	755°C
Flux (gr)	10	680°C

جدول۲ شرایط عملیات کیفی برای تهیه ۳ Kg مذاب A356 با دمش گاز $Ar-5\%H_2$ به مدت ۱۰ دقیقه

ترتیب، مقدار و دمای افزودنی‌ها به مذاب		
Flux (gr)	10	740°C
Al-10Sr (gr)	6	720°C
Al-5Ti-B (gr)	61	720°C
Degass.(gr)	20	700°C
Flux (gr)	10	680°C

از طرفی، برای اندازه گیری قدرت سرد شدن قالب (زمان انجماد قسمت‌های مختلف قطعه گوه ای)، ترموکوپل‌هایی در رأستای محور مرکزی گوه در مکان‌های A,B,C,D,E نشان داده شده در شکل (۱) تعبیه شده که توسط آن‌ها زمان انجماد و سرعت سرد شدن، به راحتی قابل اندازه گیری است. سپس به

وسیله یک دستگاه ثبت اطلاعات PCI-1710 با قدرت برداشت ۱۰۰ داده بر ثانیه، وضوح 32-bit و دامنه $\pm 5v$ تغییرات دما بر حسب زمان، در کامپیوتر ثبت شد.

پس از انجماد گوه کامپوزیتی $A356-9\%wtTiB_2$، نمونه‌هایی به ابعاد ۱×۱×۱ cm از قسمت قاعده به طرف رأس آن، به ترتیب در موقعیت‌های A,B,C,D,E مشخص شده در شکل (۱)، بریده شد و آزمایش‌های متالوگرافی و مکانیکی روی آن‌ها انجام گرفت.

برای بررسی ریز ساختار، ابتدا نمونه‌ها به ترتیب توسط سمباده‌های شماره ۲۴۰، ۵۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰و ۴۰۰۰ سمباده زنی و پس توسط محلول OPS (Polishing colloidal silica emulsion) به مدت ۵ دقیقه پولیش نهایی شدند. برای تعیین اندازه دانه از میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی بالا مجهزبه نرم افزار آنالیز تصاویر KS400 که مربوط به این میکروسکوپ بود (Carl Zeiss AG, Oberkochen, Germany)، استفاده شد. این نرم افزار می تواند محیط، مساحت، اندازه کوچکترین و بزرگترین وتر دندریت‌ها و همچنین قطر متوسط آن‌ها را تعیین کند. در آزمایش مجزای دیگری توسط نرم افزار آنالیز تصاویرKS400 به بررسی ابعاد، تعداد و دانسیته حفره‌ها پرداخته شد. این عملیات برای هر دو نمونه ریختگی انجام گرفت تا اثر ترکیب گاز دمیده شده در هنگام گاز زدایی و همچنین شرایط گاززدایی که در جداول (۱) و (۲) ارائه شده، بر ابعاد، دانسیته و توزیع حفره‌ها مورد بررسی آماری قرار گیرد. به طوری که در نهایت یک مدل ریاضی اولیه برای اثر فاکتورهای مؤثر بر تولید حفره‌های انقباضی در کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ در سرعت‌های سرد شدن متفاوت ارائه شود.

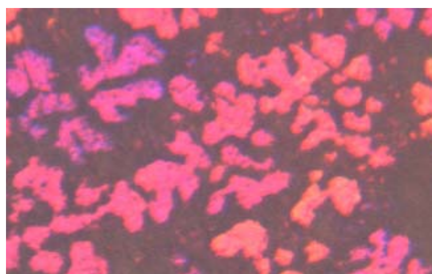
در آزمایش دیگری، از نمونه‌های یاد شده برای اندازه‌گیری صلبیت (مدول یانگ) استفاده گردید. این آزمون توسط دستگاه (Mittalenterprises, E moduls Instruments) انجام شد و مقادیر صلبیت به کمک امواج اولتراسونیک برای سه قسمت رأس، وسط و قاعده قطعه گوه اندازه گیری شد.

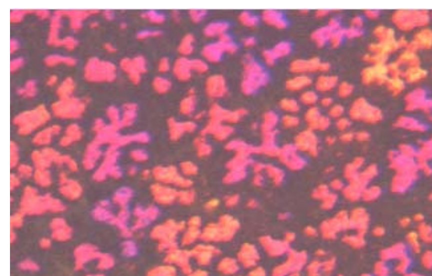
در آزمایش مجزای دیگری آزمون سختی روی قسمت‌های مختلف A,B,C,D,E گوه (شکل ۱) انجام گردید تا اثر سرعت سرد شدن بر رفتار سختی کامپوزیت مشخص شود.

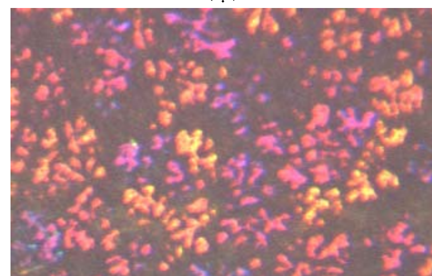
نتایج

شکل (۲) تصاویر متالوگرافی دیجیتالی پلاریزه شده از ساختارهای کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ را به ترتیب برای قسمت‌های قاعده، میان و رأس گوه در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر نشان می دهد. مناطق تیره دندریت‌های اولیه α حاوی ذرات تقویت کننده و مناطق روشن و رنگی فاصله بین دندریت‌ها را نشان می‌دهند که توزیع و اندازه آن‌ها برأساس نرخ سرد شدن، به کمک نمودارهای سرد شدن، قابل محاسبه است. این تصاویر فقط برای اندازه گیری فاصله بین دندریتی تهیه و رنگی (پلاریزه) شده اند. در واقع در هنگام عکس برداری دیجیتالی از ساختار به کمک نرم افزار آنالیز تصاویرKS400 که همراه میکروسکوپ است می توان با کنتراست، نمودن تصویر و پلاریزه نمودن نور تابیده شده، مرز بین دندریت‌های اولیه و فاز یوتکتیک را به صورت موضعی با دقت یک واحد دیجیتالی تصویر (Pixel) به رنگ‌های مختلف بر اساس طیف بازتابیده شده از نور پلاریزه تغییر داد. به شرط اینکه هر ناحیه دارای مرز بسته از لحاظ رنگ بازتابش شده از سطح نمونه باشد. از آنجا که مرزها اغلب در حد چندPixel به همدیگر نچسبیده‌اند، تهیه چنین تصاویری بسیار زمان بر است. از این رو، تصویر خام متالوگرافی برای تفکیک مساحتی که هرفاز احاطه نموده است، از دقت کامل برخوردار نبوده و با تشخیص انفصال مرز فازها بایستی آن‌ها را به صورت چشمی با توجه به درجه اهمیت فاز، حفره و یا

ناخالصی، یکپارچه نمود تا مساحت واقعی اندازه‌گیری شود.


(الف)


(ب)


(ج)

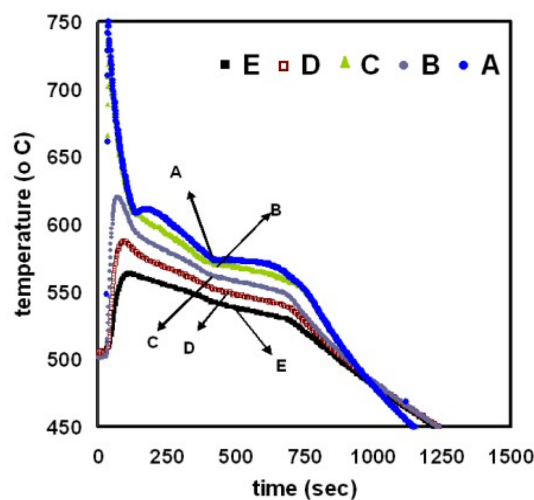
شکل ۲ تصاویر دیجیتالی پلاریزه ازکامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ در بزرگنمایی ۱۰۰۰ الف) نمای ساختار بالای گوه (قسمت A)، ب) نمای ساختار وسط (قسمت C)، ج) ساختار پایین گوه (قسمت E).

از طرفی دیگر، به منظور بررسی نرخ سرد شدن قسمت‌های مختلف گوه، از ترموکوپل‌های کار گذاشته شده درگوه استفاده شد. روند سرد شدن موقعیت‌های A,B,C,D,E مشخص شده در شکل(۱)، به کمک سیستم ثبت اطلاعات، در کامپیوتر ضبط شد. منحنی سرد شدن این نقاط در شکل (۳) نشان داده شده است. محاسبه زمان انجماد و متوسط نرخ سرد شدن، از منحنی‌های سرد شدن کامپوزیت حاضر، در دو حالت گاززدایی با گاز آرگون خالص و گاز $Ar-5\%H_2$ استخراج شده و در جدول(۳) آورده شده است. برای محاسبه نرخ سرد شدن، شیب منحنی‌ها به هنگام عبور از دمای سالیدوس انتخاب شده و زمان انجماد از روی شکستگی منحنی‌های سرد شدن و تغییر شیب ناگهانی آن‌ها هنگام پدیده آزادسازی گرمای نهان انجماد، محاسبه شده اند. انتهای هر پیکان روی شکل(۳) تقریباً زمان خاتمه انجماد دندریت‌های اولیه و غنی شدن مذاب بین دندریتی با ترکیب یوتکتیک را نشان می دهد. اما برای اطمینان ازدقت نقاط فوق بایستی مشتق دوم منحنی‌ها گرفته شود. از این رو، نویسندگان مقاله نرم افزاری برای تعیین شکستگی‌های منحنی‌های دما- زمان ثبت شده توسط ترموکوپل‌ها طی ریخته گری؛ بر اساس متد نیوتن- رافسون، به کمک میان یابی منحنی‌های صفر (zero curve) تهیه نموده و از آن استفاده نمودند.. اما شگستگی‌های بارز بعدی در تمامی منحنی‌های شکل (۳) کل زمان انجماد را نشان می دهد. در این پژوهش نرخ سرد شدن در محل شکستگی منحنی‌ها؛ توسط رسم و محاسبه شیب خط مماس دراین نقاط (محل عبور دما از منحنی سالیدوس یا منحنی هر تغییر فاز دیگری) تعیین شده است. به عبارت دیگر؛ شیب نقاط شکستگی در منحنی‌های سرد شدن شکل(۳) که با حروف الفبا مشخص شده اند، تعیین گردیده است.

جدول‌های (٤) و(٥) آنالیز ابعادی دندریت‌ها و حفره‌ها را در شرایط گاز زدایی شده توسط گاز Ar100% و گاز $Ar-5\%H_2$، نشان می‌دهد. نتایج این آنالیزهای تصویری، برای ٥ موقعیت A (قاعده)، B، C (وسط)، D، E (رأس) در گوه شامل: فاصله بین دانه‌های دندریتی، قطر متوسط حفره، دانسیته حفره‌ها در کنار مقادیر انحراف استاندارد آن‌ها آورده شده است.

جدول ۳ نرخ سرمایش ($^\circ C/sec$) و مدت زمان انجماد(زمان بین solidus و Liquidous)
قسمت‌های قاعده، وسط و رأس گوه

مکان نمونه برداری	نمونه با $Ar-5\%H_2$			نمونه‌ها با Ar100%	
	دمای Solidus (°C)	نرخ سرمایش (°C/sec)	زمان انجماد(sec)	نرخ سرمایش(°C/sec)	زمان انجماد (sec)
بالا(A)	576	1.19	143.5	1.25	142
وسط(C)	562	1.69	60	1.47	72
پایین(E)	538	2.35	9	2.31	10



شکل ۳ نمودار سرد شدن کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ گاززدایی شده با $Ar\text{-}5\%H_2$
در موقعیت‌های مختلف (شکل۱): A,B,C,D,E

جدول ٤ نتایج آنالیز ابعادی دندریت‌ها و حفره‌های کامپوزیت گاززدایی شده
با گاز Ar 100%

نمونه‌ها Ar100%		زمان انجماد (sec)	آنالیز ساختار و فاصله بین دندریتی				
No.	موقعیت		DAS	انحراف معیار	قطر حفره	انحراف معیار	دانسیته حفره
			micron	micron	micron	micron	mm-2
A	قاعده	142.5	47.1	7.7	35.3	28.2	23.9
B	–	–	43.2	6.6	65.6	54.4	27.9
C	وسط	72	35.9	5.0	44.7	39.7	22.2
D	-	–	23.1	3.5	22.7	13.0	6.1
E	رأس	10	18.8	2.7	0.9	0.1	1.8

جدول ٥ نتایج آنالیز ابعادی دندریت‌ها و حفره‌های کامپوزیت گاززدایی شده با گاز $Ar\text{-}5\,\%\,H_2$

نمونه‌ها $Ar-5\%H_2$		زمان انجماد	آنالیز ساختار و فاصله بین دندریتی				
No	موقعیت	(sec)	DAS	انحراف معیار	قطر حفره	انحراف معیار	دانسیته حفره
			micron	Micron	micron	Micron	mm-2
A	قاعده	143.5	51.2	6.6	43.2	41.8	43.1
B	–	–	48.6	6.5	63.9	51.7	45.6
C	وسط	60	44.7	6.2	29.2	20.6	20.7
D	–	–	29.9	5.6	20.0	10.2	18.3
E	رأس	9	19.4	2.5	19.4	16.2	9.3

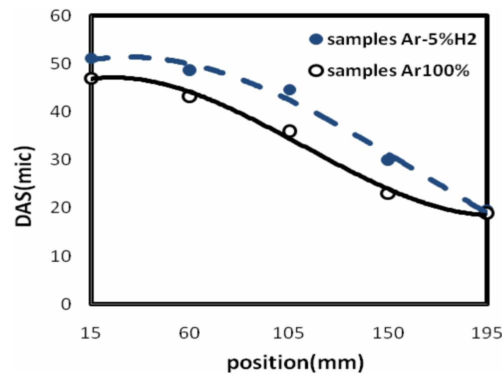
جدول ٦ نتایج اندازه‌گیری‌های سختی، مدول یانگ و دانسیته کامپوزیت در دو شرایط گاززدایی مختلف

	موقعیت	آنالیز خواص مکانیکی							
		نمونه با گاز $Ar-5\%H_2$				نمونه با گاز Ar100%			
		انحراف معیار	سختی (HV10Kg)	مدول یانگ E(GPa)	دانسیته	انحراف معیار	سختی (HV10Kg)	مدول یانگ E(GPa)	دانسیته (gr/cm3)
A	بالا	6.5	52.1	62.7	2.479	2.0	60.0	59.9	2.479
B	–	4.2	53.1	–	–	2.9	62.1	–	–
C	وسط	0.8	55.4	–	–	2.2	62.9	–	–
D	–	1.0	57.2	–	–	1.3	62.9	–	–
E	پایین	0.5	58.9	71.7	2.596	1.8	62.8	73.1	2.601

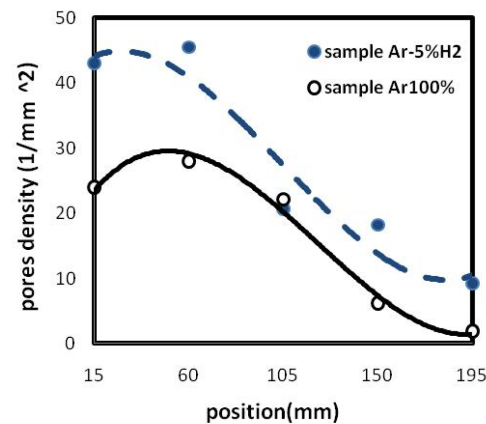
نتایج اندازه‌گیری‌های صلبیت، سختی و دانسیته کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ برای دو شرایط گاززدایی در جدول(٦) ارائه شده است. آزمون دانسیته بر اساس استاندارد ASTM E391 انجام گرفته و طبق قانون فازهای محلول و ارشمیدس تعیین گردیده است.

بحث و نتیجه گیری

همانطور که از تصاویر SEM دندریت‌ها در شکل(۲) مشاهده می‌شود، از تصویر (الف) تا (ج) ابعاد و فاصله بین دندریت‌ها کوچکتر شده است. این مطلب با توجه به اینکه در قسمت رأس گوه به علت نازک بودن آن، مذاب سریع تر از قسمت قاعده سرد می‌شود، قابل توجیه و اثبات است. اگر داده‌های حرارتی ترموکوپل‌ها را آنالیز نموده و نرخ خنک شدن سه منطقه A,C,E از گوه را محاسبه نماییم، روند تغییرات آن مانند جدول(۳) کاملاً صعودی خواهد بود؛ یعنی نرخ سرد شدن با حرکت به سمت رأس گوه شدیداً افزایش می‌یابد. مذاب این ناحیه به علت داشتن تحت تبرید شدید، و با توجه به ذرات پراکنده TiB_2 نرخ جوانه زنی غیر همگن و همگن، شدیداً افزایش یافته و دندریت‌های هم محور شاخه دار تولید می شوند. نرخ جوانه زنی در این منطقه نسبت به نرخ رشد بسیار بالاتر بوده و این مطلب باعث کاهش فاصله بین دندریت‌های هم محور، نسبت به مناطق قاعده گوه شده است. تغییرات فاصله بین دندریت‌ها از رأس گوه به طرف قاعده در دو شرایط مختلف گاززدایی در شکل (٤) رسم شده است.



شکل ٤ تغییرات فاصله بین بازوهای دندریتی از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

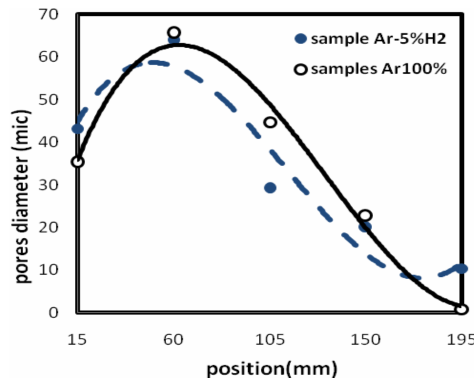


شکل ۵ تغییرات دانسیته حفره‌ها از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

همان طور که ملاحظه می‌شود در مورد نمونه گاززدایی شده با هیدروژن فاصله بین دندریت‌ها بیشتر بوده که اگر مقدار دانسیتهٔ حفره‌ها در این نمونه نسبت به نمونه گاززدایی شده با گاز آرگون خالص مقایسه شود، مشاهده می‌شود که دانسیته حفرات در نمونه حاوی گاز هیدروژن بالاتر است (منحنی خط چین در شکل ۵). بنابراین می توان گفت توزیع حفره‌ها در بین دندریت‌ها باعث افزایش فاصله بین دندریتی می‌شود. مکانیزم این رخداد را می توان از مقایسه سرعت جوانه زنی دندریت‌های هم محور با جوانه زنی حفره‌های گازی ارائه نمود. در مورد این رخداد می توان گفت در فرآیند انجماد برای جوانه زنی دندریت‌ها لازم است مذاب تا زیر دمای تعادلی سرد شود، چون اصولاً تحت تبرید معیاری برای تشخیص سهولت جوانه زنی اولیه دندریت‌ها می‌باشد و از این رو، افزودن TiB_2 با مشارکت در جوانه زنی ناهمگن مقدار تحت تبرید را کاهش می‌دهد. تئوری‌های مختلفی برای جوانه زنی و ریز شدن دانه‌ها ارائه شده است[9,12]. به نظر می رسد تنها تعداد کمی از ذرات TiB_2 به عنوان جوانه زا عمل می‌کنند. دلایل احتمالی عبارتند از اینکه ذرات منفرد TiB_2 توده کوچکی را شکل می دهند بنابراین، تعداد ظاهری بورایدها کاهش می یابد و همچنین، ممکن

است برخی از بورایدها مؤثرتر باشند و برای جوانه‌زنی تحت تبرید کمتری احتیاج داشته باشند. از آنجا که بوراید تیتانیم به صورت شبکه هگزاگونال منجمد می‌شود، برای افزایش بازدهی و ریز کردن دانه‌ها؛ افزایش سطح وجه (۰۰۰۱) بورایدها و افزایش تعداد جوانه‌های TiB_2 پیشنهاد شده است[11,12]. آنچه نامطلوب است وجود مقدار زیاد ذرات TiB_2 با تعداد جوانه زاهای مؤثرتر کم می‌باشد. یکی از منابع ناخالصی در ریز دانه کردن آلیاژهای آلومینیوم TiB_2 متراکم شده است. این عیوب به اشکال مختلف حلقه ای، خوشه ای و رشته ای شکل می گیرند. از طرفی به علت افزایش نرخ انجماد، دانسیته آلومینیوم کاهش می‌یابد و با انقباض همراه است. این انقباض باید تحت کنترل قرار گیرد چرا که می تواند منجر به تشکیل حفره گازی، تخلخل و یا آخال در حین انجماد شود[6,10]. از طرفی سایر محققان معتقد هستند که آلیاژهای نوع Al-Ti-B، حاوی دو نوع ذرات، Ti_3Al و TiB_2، هستند. لذا ذرات Ti_3Al به سرعت در مذاب حل شده و تیتانیم محلول، نیروی محرکه لازم برای جلوگیری از رشد پس از مرحله جوانه‌زنی را تأمین می‌کند. در این هنگام نیز حفره‌ها جوانه زنی می کنند، بنابراین وجود ذرات Ti_3Al با جلوگیری از رشد دندریت فاصله بین آن‌ها را کم می کند[9].

در نمونه‌هایی که دارای گاز H_2 هستند، اولاً به هنگام جوانه‌زنی دندریت‌ها، گاز هیدروژن حل شده به صورت حباب آزاد شده و لذا تشکیل حفره می‌دهد؛ ثانیاً وجود Ti حل شده در مذاب جلوی دندریت، از رشد جوانه‌های دندریتی جلوگیری می کنند [4,9]. لذا به دلیل دو عامل فوق فاصله بین دندریت‌های نمونه گاززدایی شده با $Ar-5\%H_2$ بیشتر خواهد بود. تمام نتایج و تصاویر و ریزساختارهای به دست آمده در پژوهش حاضر نیز این مطالب را تأیید می‌کنند. برای این ادعا می توان تغییرات دانسیته حفره‌ها و قطر آن‌ها را در شرایط گاززدایی فوق در نمودارهای شکل‌های (۵) و (٦) مقایسه نمود. همانطور که ملاحظه می‌شود در مورد قسمت B قطر حفره‌ها بیشتر از قسمت قاعدهٔ (A) است و علت آن سریع تر سرد شدن قسمت قاعده گوه به علت انتقال حرارت به طریق تشعشعی از این سطح، نسبت به انتقال حرارت به طریق هدایت از سایر سطوح است. به عبارت ساده تر سطح قاعده نسبت به منطقه B زودتر منجمد شده است و از این رو، حفره‌ها در منطقه B بزرگ تر خواهند بود. این مطلب در ردیف B جدول (۵) نسب به سایر ردیف‌ها کاملاً مشخص است. پس انتظار می رود که دانسیته خود کامپوزیت در منطقه B نسبت به سایر مناطق کمتر باشد و در قسمت E پایین گوه از سایر مناطق بیشتر باشد. این اختلاف دانسیته رأس و قاعده گوه در هر کدام از شرایط گاززدایی شده، در جدول (٦) نیز مشاهده می شود. همچنین نتایج نشان می دهد که دانسیته کامپوزیت با گاز H_2 کمتر از نمونه با گاز Ar خالص است. زیرا به علت آزاد شدن گاز حل شده هیدروژن در جبهه انجماد (بسته به سرعت سرد شدن) حباب‌ها در فضای بین دندریتی جوانه زنی و رشد می نمایند که هرچه مکانیزم رشد نسبت به جوانه زنی حباب غالب تر باشد، با به هم پیوستن حباب‌های ریز تبدیل به حباب‌های بزرگتر می‌شوند. جریان‌های میکرو گردابه‌ای بین دندریتی یا نفوذ پذیری بین دندریتی (inter-dendrite liquid permeability) در لحظات آخر انجماد کنترل کنندهٔ جا به جایی ریز حفره‌ها می باشند. در این زمان دندریت‌ها به شکل هم محور با شاخه‌های فرعی‌تر و تیز متبلور شده و زمان لازم برای رشد حفره‌های ریز و به هم پیوستن آن‌ها در مرز بین دندریت‌ها فراهم می شود. لذا با توجه به تعداد حفره‌های تشکیل شده (افزایش دانسیته حفره‌ها)، دانسیته خود کامپوزیت می‌تواند کاهش یابد.



شکل٦ تغییرات قطر حفره‌ها از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

در مورد خواص مکانیکی این کامپوزیت، اگر نتایج آزمون صلبیت (مدول یانگ) را با شدت سرد شدن و دانسیته خود کامپوزیت مقایسه نماییم، مشاهده می‌شود که مدول یانگ در رأس گوه، بیشتر از قسمت قاعده آن است. شاید بتوان علت این مطلب را چنین بیان نمود که ذرات TiB_2 در کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$، به دلیل دانسیته بالاتر(۵/۲۵ گرم بر سانتیمتر مکعب نسبت به ۲/۷ آلومینیم) ته نشین می‌شود. پس حجم زیادی از ذرات TiB_2 ته نشین شده در فضاهای بین دندریتی یافت می شوند که هنگام رشد دانه‌های اولیه فاز (α) به این مناطق رانده شده‌اند.

در زمینه فلزی کامپوزیت مذکور ذرات TiB_2 جدا شده باعث اصلاح فاز یوتکتیک Al-Si می شوند. این اصلاح نتیجه واکنش مابین ذرات TiB_2 و Si و جدایش این ذرات در مرزهای فاز یوتکتیک Al-Si می‌باشد که مانع توزیع مجدد در محلول شده و باعث ریز شدن Si یوتکتیک می‌شود [10].

بررسی‌های محققان نشان می‌دهد که شرایط سرد شدن در آزمایش تأثیر زیادی بر توزیع ذرات TiB_2 دارد، [10,12]. سرعت بالای سرد شدن در مقایسه افزایش مقادیر TiB_2 تأثیر بیشتری بر رشد کریستال‌های سیلسیم دارد. از طرفی در اثر غلظت بالای TiB_2، یوتکتیک اصلاح شده و از نقطه نظر ریخت‌شناسی و سیلسیم به شکل گردتر و الیاف ظریف‌تر در می‌آید. لذا همه عوامل فوق می‌توانند باعث افزایش دانسیته قسمت رأس گوه شوند. این افزایش دانسیته نیز خود باعث افزایش مدول یانگ می‌شود. در مورد نمونه هیدروژن دار مقدار مدول یانگ نسبت به نمونه گاززدایی شده با آرگون خالص، کمتر است. کاهش دانسیته رأس تیز گوه به علت حضور حفره‌ها در آن است. رفتار تغییرات سختی کامپوزیت حاضر با نرخ سرد شدن را می توان با رسم داده‌های موجود در جدول (٦) بررسی نمود. این رفتار در شکل (۷) برای هر دو نمونه گاززدایی شده با گاز آرگون خالص و $Ar-5\%H_2$ مشخص شده است. ملاحظه می‌شود تغییرات سختی با افزایش فاصله از قاعده گوه به طرف رأس آن افزایش می یابد. زیرا به علت افزایش نرخ سرد شدن و ریز شدن دندریت‌ها، مقاومت به تغییر شکل سطح کامپوزیت زیاد می‌شود. برای نمایش ریاضی تغییرات سختی بهتر است که مقدار سختی را به صورت تابعی از نرخ سرد شدن به دست آورد. این کار با استفاده از نمودارهای شکل(۳)، برای هر دو شرایط گاززدایی فوق، محاسبه و در جدول(۷) درج شده است. شکل(۸) بر اساس داده‌های جدول (۷)؛

تغییرات سختی با نرخ سرد شـدن را نـشان مـی دهـد. مدلسازی ریاضی کلیه آزمـون‌هـا (رفتارهـا) بـه کمـک نـصب نـرم افـزار Essential Regression5.3 کـه بـه صورت یک ماکرو در منوی نرم افـزارExcle7.0 ظـاهر می شود، انجام گرفت.

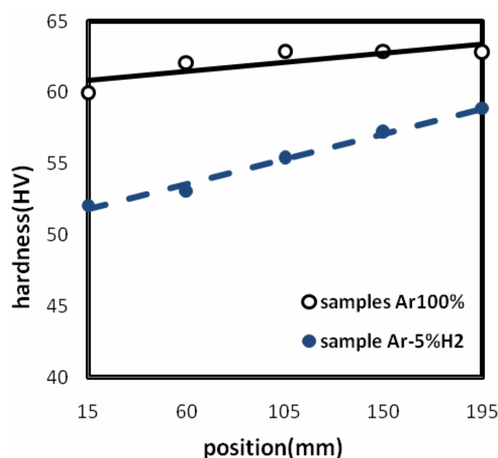
لذا دسته معادلات موجود در جدول(۹) برای هریک از آزمون‌ها به دست آمدنـد. بـرای اعتبـار بخـشی توابـع ریاضی ارائه شده در این جدول، در شرایط برون یابی، آزمون پراکندگیِ آماریِ داده‌هایِ جدید انجام گرفـت و با ضرایب به دست آمده قبلی، جواب‌ها در نقاط جدید تعیین شد و دقت (خطای مجـاز) لازم در سـتون سـوم جدول‌های مذکور درج شد. مشاهد می‌شود کـه توابـع فوق با دقت نسبتاً خوبی جواب‌هـا را پـیش بینـی مـی کنند. برای آزمون سختی، معادلات (۱) و (۲) به همراه شرایط اعتبار مدل در جـدول (۹) درج گردیـده اسـت. مطابق شکل(۸) ملاحظه می‌شود که با افزایش نرخ سرد شدن در هر دو نمونـه کامپوزیـت بـا شـرایط مختلـف گاززدایی، مقدار سختی افزایش می‌یابد.

جدول۷ تغییرات سختی(HV) بر حسب نرخ سرد شدن (R) $(^{\circ}C/sec)$ در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

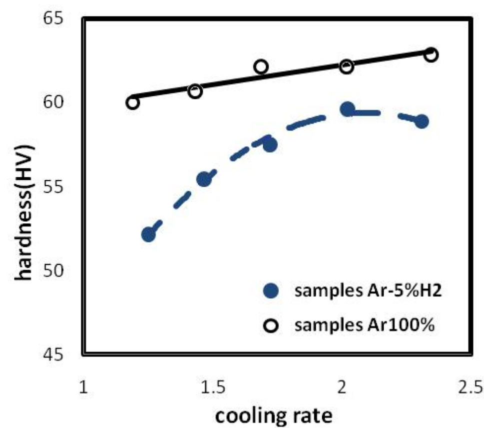
$Ar-5\%H_2$		Ar 100%	
HV	R	HV	R
52.1	1.25	60	1.19
55.4	1.47	62.1	1.69
58.9	2.31	62.8	2.35

جدول ۸ تغییرات مدول یانگ (EM) (GPa) بر حسب نرخ سرد شدن(R) $(^{\circ}C/sec)$ در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

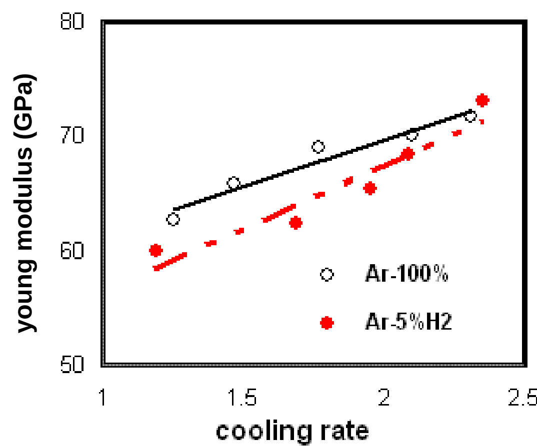
$Ar-5\%H_2$		Ar 100%	
EM(GPa)	R	EM(GPa)	R
62.7	1.25	59.9	1.19
65.8	1.47	62.3	1.69
69.1	1.77	65.4	1.95
70.1	2.10	68.4	2.09
71.7	2.31	73.1	2.35



شکل ۷ تغییرات سختی از رأس گوه به قسمت بالای آن در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت



شکل ۸ اثرنرخ سرد شدن ($^{\circ}C/sec$) بر سختی در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت



شکل ۹ اثر نرخ سرد شدن ($^{\circ}C/sec$) بر مدول یانگ (GPa)
در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

در مورد نمونه گاززدایی شده با آرگون خالص سختی بالاتر و شیب تغییرات آن ثابت و کم است، اما در مورد نمونه گاززدایی شده با $Ar-5\%H_2$ مقدار سختی پایین‌تر از شرایط فوق بوده ولی در عوض شیب آن با نرخ سرد شدن متغیر و تندتر است. ابتدا اختلاف سختی دو منحنی کم شده و بعد از $2\ ^{\circ}C/sec$ این اختلاف دوباره قدری افزایش می یابد. عامل اصلی این اختلاف رفتار وجود اختلاف دانسیته کامپوزیت در این دو شرایط است.

تغییرات مدول یانگ کامپوزیت حاضر را با نرخ سرد شدن نیز می توان به صورت ریاضی نشان داد. این رفتار بر اساس داده‌های جداول(۳) و (٦) به صورت معادلات (۳) و (٤) به همراه شرایط اعتبار مدل در جدول (۹) درج شده است. همان طور که در شکل(۹) ملاحظه می‌شود با افزایش نرخ سرد شدن مدول یانگ نیز افزایش یافته که علت آن رسوب ذرات TiB_2 در رأس گوه و افزایش دانسیته کامپوزیت و کاهش دانسیته حفره‌ها؛ در این مناطق که نرخ سرمایش

بیشتر است، می‌باشد. ولی در نرخ سرد شدن بالا تر از $2.2\ ^{\circ}C/sec$ نوع گاز تصفیه کننده دیگر اثر چندانی بر مدول یانگ ندارد و هر دو منحنی به هم نزدیک می‌شوند.

جدول ۹ مدلسازی ریاضی تغییرات مدول یانگ $(EM)_{(GPa)}$ وسختی (HV) بر حسب نرخ سرد شدن $(R)_{(^{\circ}C/sec)}$

شرایط گازدایی	خطا ٪	مدل ریاضی توسعه داده شده	
$Ar\text{-}5\%H_2$	۱۲٪	$HV = 2.34R + 57.55$	۱
%100 Ar	۲٪	$HV = -10.22R^2 + 42.8R^{\circ} + 14.57$	۲
%100 Ar	٦٪	$EM = 8R + 53.55$	۳
$Ar\text{-}5\%H_2$	۹٪	$EM = 11.16R + 54.14$	۴

نتیجه گیری

۱- توسط توابع ریاضی ارائه شده در پژوهش حاضر می توان رفتار سختی و مدول یانگ کامپوزیت آلومینیم $A356-9\%wtTiB_2$ را به خوبی توسط آزاد شدن گاز هیدروژن به صورت ریز حفره در زمینه کامپوزیت پیش بینی نمود.

۲- وجود هیدروژن در گاز تصفیه کننده (Ar) مذاب کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ حتی در مقادیر کم، می تواند باعث افت خواص مکانیکی از جمله مدول یانگ و سختی کامپوزیت شود. اثر مضر گاز هیدروژن بر کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت را می‌توان تاحدودی زیادی با افزایش نرخ سرد کردن مذاب کاهش داد. به طوری که این نرخ سرد شدن، باعث ریز شدن دندریت‌ها یا کاهش فضای بین دندریتی و همچنین، باعث افزایش دانسیته یا تعداد حفره‌ها (کاهش اندازه قطر حفره) شود.

۳- حداقل نرخ سرد شدن برای افزایش دانسیته حفره‌ها و کاهش اندازه آن‌ها به زیر حد مضر برای کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ حدود ۲ درجه سلسیوس بر ثانیه است.

٤- نتایج پژوهش حاضر نشان داد، در یک مقدار (حجم) ثابت از حفره گازی، نرخ بیشتر سرد شدن می تواند با کاهش فاصله بین دندریتی توزیع حفره‌ها را پراکنده‌تر و اندازه آن‌ها را بسیار کوچکتر کند؛ به طوری که اثر مخرب حفره‌ها کاهش یابد. نرخ سرد شدن بیشتر، نیز بر خواص مکانیکی اثر مضر دارد زیرا پدیده به هم پیوستن حفرهای ریز رخ خواهد داد. به کلام ساده‌تر هر حفره‌ای نمی‌تواند در این کامپوزیت‌ها مخرب باشد و درجه اهمیت آن تابع شدید اندازه و پراکندگی توزیع حفره‌های گازی است؛ مثلاً برای نرخ سرمایش $2.3(^{\circ}C/sec)$ مدول یانگ نمونه گاز زدایی شده با گاز آرگون خالص و گاز آرگون حاوی ۵٪ هیدروژن تفاوت چندانی ندارد در صورتی که در نرخ سرمایش $1.2(^{\circ}C/sec)$ این اختلاف قابل تأمل است. اما برای عامل سختی، با افزایش سرعت سرد شدن تا $2\ ^{\circ}C/sec$ اختلاف سختی در نمونه‌های گاززدایی با گاز آرگون خالص و گاز $Ar\text{-}5\%H_2$ در حال کاهش است و بیشتر از آن می تواند تا حدودی مضر هم باشد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان بدین وسیله از دست اندرکاران دانشکده علم مواد دانشگاه امپریال کالج لندن به ویژه جناب آقای دکتر J. Silk به خاطر فراهم آوردن امکان انجام بخشی از آزمون‌ها و تهیه تصاویر متالوگرافی، قدردانی می‌نمایند.

مراجع

1. Clyne T.W., and Withers, P.J., "An Introduction to Metal Matrix Composites", Cambridge Solid State

Science Series, Cambridge university press (1995).

2. Ward P.J., Atkinson H.V P., Anderson R.G., Elias L.G., Garcia B., Kahlen L., and Rodriguez-Ibabe J.M., "Semi-Solid Processing of Novel MMCs Based on Hypereutectic Aluminium - Silicon Alloys", Acta Mater., 44, pp. 1717-1727, (1996).

3. Hirt G., Cremer R., Witulski T., Tinius H.-C., "Lightweight Near Net Shape Components Produced by Thixoforming", Mate. & Design 18, pp.315-321, (1997)

4. Zhang Y., Ma, N., Wang H., Le Y.S., and Li D., "Effect of Ti on the damping behavior of aluminum composite reinforced with in situ TiB_2 particulate", Scripta Materialia 53(10) pp.1171–1174, (2005).

5. Lu L., Lai M.O., Su Y., Teo H.L., and Feng C.F., "In situ TiB_2 reinforced Al alloy composites", Script. Materi. 45(9), pp. 1017-1023, (2001)

6. McCartney D.G., "Effect of Instability of TiC Particles on the Grain-Refining", Int Mater Rev 34, pp.247-2601, (989).

7. Yi H., Ma N,. Zhang Y, Li X. and Wang H., "Effective elastic module of Al–Si composites reinforced in situ with TiB_2", Script. Materi., 54(6), pp.1093-1097, (2006)

8. Schaffer P.L., Miller D.N., and Dahle A.K., "Crystallography of engulfed and pushed TiB_2 particles in aluminium", 57(12), pp.1129-1133, (2007).

9. Cibula A., "The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys", J. Inst. Metals, 76, pp. 321-360, (1950).

10. Schaffer P. L., Arnberg L., and Dahle A. K., "Segregation of particles and its influence on the morphology of the eutectic silicon phase in Al–7 wt% Si alloys", Script. Materi. 54(4), pp. 677–682, (2006).

11. Lee P.D., Chirazi A., and See D., "Modeling micro-porosity in aluminum-silicon alloys", J. Li. Metal. 1 15(30), pp. 123-135, (2001).

12. Tan L., and Zabaras N., "A level set simulation of dendritic solidification with combined features of front-tracking and fixed-domain methods", J. Comp. Phys. 211, pp.36-63, (2006)